

This Page Is Inserted by IFW Operations  
and is not a part of the Official Record

## **BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning documents *will not* correct images,  
please do not report the images to the  
Image Problem Mailbox.**

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

cited in the European Search  
Report of EP01936859.3  
Your Ref.: NSC-7792-EP

PUBLICATION NUMBER : 2000144329  
PUBLICATION DATE : 26-05-00

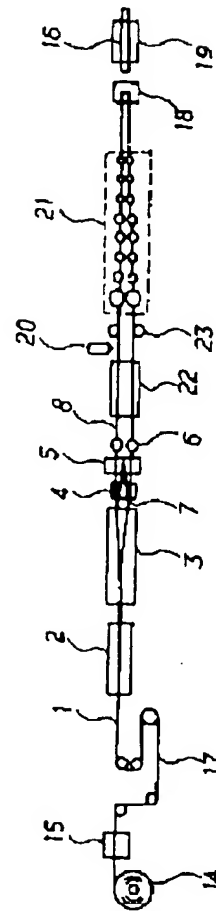
APPLICATION DATE : 13-11-98  
APPLICATION NUMBER : 10324242

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : NAGAHAMA TAKUYA;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/06 C22C 38/58

TITLE : STEEL TUBE EXCELLENT IN  
BALANCE OF STRENGTH-DUCTILITY



ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a steel tube in which the lower structure is refined and excellent in a balance of strength-ductility.

SOLUTION: As to this steel tube, a steel tube having a compsn. contg., by weight, 0.001 to 0.60% C, 0.01 to 3.0% Si, 0.01 to 2.0% Mn and 0.001 to 0.10% Al and furthermore contg., at need, one or  $\geq$  two groups among one or  $\geq$  two kinds selected from Cu, Ni, Cr and Mo, one or,  $\geq$  two kinds selected from Nb, V, Ti and B and one or two kinds selected from rare earth metals and Ca is subjected to reduction rolling under prescribed conditions to form into a steel tube having a structure essentially consisting of ferrite, and in which the ferrite is furthermore divided into subgrains of  $\leq 2 \mu\text{m}$  diameter. Moreover, preferably, the grain size of the ferrite is controlled to  $\leq 5 \mu\text{m}$ , or, furthermore, the inverse intensity ratio in the (110) plane is controlled to  $\geq 2.0$ . Moreover, preferably, the diameter of 2nd phases is controlled to  $\leq 42 \mu\text{m}$ , and the aspect ratio is controlled to  $\leq 3$ . Furthermore, the area ratio of the 2nd phases is preferably controlled to  $\leq 30\%$ .

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-144329

(P2000-144329A)

(43) 公開日 平成12年 5月26日 (2000.5.26)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テ-マ-ト (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
38/06		38/06	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 13 頁)

(21) 出願番号 特願平10-324242

(22) 出願日 平成10年11月13日 (1998. 11. 13)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 豊岡 高明

愛知県半田市川崎町1丁目1番地 川崎製鉄株式会社知多製造所内

(72) 発明者 河端 良和

愛知県半田市川崎町1丁目1番地 川崎製鉄株式会社知多製造所内

(74) 代理人 100099531

弁理士 小林 英一

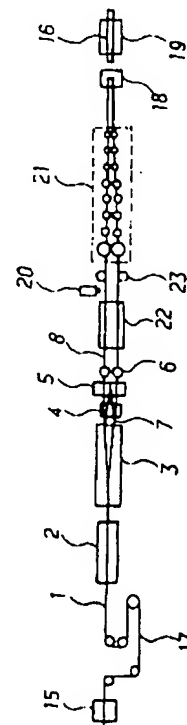
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 強度-延性バランスに優れた鋼管

(57) 【要約】

【課題】 下部組織が微細化され、強度-延性バランスに優れた鋼管を提供する。

【解決手段】 重量%で、C : 0.001 ~ 0.60%、Si : 0.01 ~ 3.0 %、Mn : 0.01 ~ 2.0 %、Al : 0.001 ~ 0.10%に調整し、さらに、必要に応じ、Cu、Ni、Cr、Moのうちから選ばれた1種または2種以上、Nb、V、Ti、Bのうちから選ばれた1種または2種以上、REM、Caのうちから選ばれた1種または2種、のうちの1群または2群以上を含有する鋼管に、所定条件の絞り圧延を施すことにより、組織をフェライトを主体とし、さらにフェライトが直径2  $\mu$ m以下のサブグレインに分割された鋼管とする。また、フェライトの粒径は5  $\mu$ m以下、あるいはさらに(110)面のインバース強度比が2.0以上であるのが好ましい。また、第2相が直径2  $\mu$ m以下、あるいはさらにアスペクト比が3以下であることが好ましい。また、第2相は、面積率が30%以下であるのが好ましい。



## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】 重量%で、

C : 0.001 ~ 0.60%、 Si : 0.01 ~ 3.0 %、  
Mn : 0.01 ~ 2.0 %、 Al : 0.001 ~ 0.10%

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有し、かつ組織がフェライトを主体とする組織からなり、該フェライトが直径2 $\mu$ m以下のサブグレインに分割されていることを特徴とする強度-延性バランスに優れた鋼管。

【請求項2】 前記組成に加えて、さらに下記A群~C群のうちから選ばれた1群または2群以上から該各群のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の強度-延性バランスに優れた鋼管。

## 記

重量%で、

A群: Cu : 1%以下、Ni : 1%以下、Cr : 2%以下、Mo : 1%以下の群

B群: Nb : 0.1%以下、V : 0.5%以下、Ti : 0.2%以下、B : 0.005%以下の群

C群: REM : 0.02%以下、Ca : 0.01%以下の群

【請求項3】 前記フェライトの粒径が、長手方向に垂直な断面で5 $\mu$ m以下であることを特徴とする請求項1または2に記載の強度-延性バランスに優れた鋼管。

【請求項4】 前記組織が、長手方向に垂直な断面で直径2 $\mu$ m以下の粒径の第2相を有することを特徴とする請求項1ないし3のいずれかに記載の強度-延性バランスに優れた鋼管。

【請求項5】 前記第2相のアスペクト比が、長手方向に垂直な断面で3以下であることを特徴とする請求項4に記載の強度-延性バランスに優れた鋼管。

【請求項6】 前記組織は、長手方向に垂直な断面でのフェライトの(110)面のインバース強度比が2.0以上、あるいはさらに円周方向に垂直な断面でのフェライトの(200)面のインバース強度比が2.0以上であることを特徴とする請求項1ないし5のいずれかに記載の強度-延性バランスに優れた鋼管。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、微細な下部組織を有し、高強度、高靱性・高延性を有しかつ耐衝撃耐脆性に優れた鋼管に関する。

## 【0002】

【従来の技術】鋼材の強度を増加させるためには、Mn、Si等の合金元素の添加や、さらに、制御圧延、制御冷却、焼入れ焼戻し等の熱処理あるいは、Nb、V等の析出硬化型元素の添加などが利用されている。しかし、鋼材には、強度のみでなく延性・靱性が高いことが必要で、従来から、強度と延性・靱性がバランスよく向上した鋼材が要望されている。

に向上させる数少ない手段として重要である。結晶粒の微細化の方法としては、オーステナイト粒の粗大化を防止して、微細オーステナイトからオーステナイト-フェライト変態を利用しフェライト結晶粒を微細化する方法、加工によりオーステナイト粒を微細化しフェライト結晶粒を微細化する方法、あるいは焼入れ焼戻し処理によるマルテンサイト、下部ベイナイトを利用する方法などがある。

【0004】なかでも、オーステナイト域における強加工とそれに続くオーステナイト-フェライト変態によりフェライト粒を微細化する制御圧延が、鋼材製造に広く利用されている。また、微量のNbを添加しオーステナイト粒の再結晶を抑制してフェライト粒を一層微細化することも行われている。オーステナイトの未再結晶温度域で加工を施すことにより、オーステナイト粒が伸長し粒内に変形帯を生成して、この変形帯からフェライト粒が生成され、フェライト粒が一層微細化される。さらにフェライト粒を微細化するために、加工の途中あるいは加工後に冷却を行う、制御冷却も利用されるようになっていく。

【0005】しかしながら、上記した方法では、フェライト粒径で4~5 $\mu$ m程度までの微細化が限度であり、さらに、鋼管の製造に適用するには、工程が複雑である。このようなことから、鋼管の靱性・延性の向上のために、簡素な工程でフェライト結晶粒のさらなる微細化が要望されていた。また、上記した方法で製造された鋼板を曲げ加工により鋼管としても、加工歪が導入されるため、良好な延性、靱性は得られない。

## 【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記した問題を有利に解決し、大幅な工程変更することなく、下部組織が微細化され、強度-延性バランスに優れた鋼管を提供することを目的とする。

## 【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記した課題を達成するために、鋭意研究した結果、組成を限定した鋼管に、フェライトの回復再結晶温度域で、歪速度10<sup>-3</sup> s以上のパスを少なくとも1回以上有し、剪断歪が1.2%以上である絞り圧延を少なくとも1回以上施すことにより、フェライトの下部組織であるサブグレインが2 $\mu$ m以下と極めて微細となり、強度-延性バランスが極めて向上することを見いだした。なお、本発明でいう剪断歪とは、剪断歪を $\gamma$ 、鋼管長手方向を $l$ 、円周方向を $\theta$ 、半径方向を $r$ とした場合に、 $\gamma \perp \theta$ 、 $\gamma \perp r$ 、 $\gamma \perp r \theta$ で表わされる剪断歪の和である。これらの剪断歪は、例えば鋼管と鋼管を溶接して絞り圧延を行い、その溶接部の $l \theta$ 面、 $l r$ 面、 $r \theta$ 面の形状変化から求めることができる。

【0008】本発明は、このような知見に基づいて構成

C : 0.001 ~ 0.60%, Si : 0.01 ~ 3.0 %, Mn : 0.01 ~ 2.0 %, Al : 0.001 ~ 0.10% を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成を有し、かつ組織がフェライトを主体とする組織からなり、該フェライトが直径 2  $\mu\text{m}$  以下のサブグレインに分割されていることを特徴とする強度-延性バランスに優れた鋼管である。

【0009】また、本発明では、前記組成を、重量%で、C : 0.001 ~ 0.60%, Si : 0.01 ~ 3.0 %, Mn : 0.01 ~ 2.0 %, Al : 0.001 ~ 0.10% を含み、さらに、Cu : 1 % 以下、Ni : 1 % 以下、Cr : 2 % 以下、Mo : 1 % 以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成としてもよく、また、前記組成を、C : 0.001 ~ 0.60%, Si : 0.01 ~ 3.0 %, Mn : 0.01 ~ 2.0 %, Al : 0.001 ~ 0.10% を含み、さらに、Nb : 0.1 % 以下、V : 0.5 % 以下、Ti : 0.2 % 以下、B : 0.005 % 以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成としてもよく、また、前記組成を、C : 0.001 ~ 0.60%, Si : 0.01 ~ 3.0 %, Mn : 0.01 ~ 2.0 %, Al : 0.001 ~ 0.10% を含み、さらに、REM : 0.02% 以下、Ca : 0.01% 以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成としてもよい。

【0010】また、前記組成を、C : 0.001 ~ 0.60%, Si : 0.01 ~ 3.0 %, Mn : 0.01 ~ 2.0 %, Al : 0.001 ~ 0.10% を含み、さらに、Cu : 1 % 以下、Ni : 1 % 以下、Cr : 2 % 以下、Mo : 1 % 以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上、Nb : 0.1 % 以下、V : 0.5 % 以下、Ti : 0.2 % 以下、B : 0.005 % 以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成としてもよく、前記組成を、C : 0.001 ~ 0.60%, Si : 0.01 ~ 3.0 %, Mn : 0.01 ~ 2.0 %, Al : 0.001 ~ 0.10% を含み、さらに、Cu : 1 % 以下、Ni : 1 % 以下、Cr : 2 % 以下、Mo : 1 % 以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上、REM : 0.02% 以下、Ca : 0.01% 以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成としてもよい。

【0011】また、前記組成を、C : 0.001 ~ 0.60%, Si : 0.01 ~ 3.0 %, Mn : 0.01 ~ 2.0 %, Al : 0.001 ~ 0.10% を含み、さらに、Cu : 1 % 以下、Ni : 1 % 以下、Cr : 2 % 以下、Mo : 1 % 以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上、Nb : 0.1 % 以下、V : 0.5 % 以下、Ti :

または 2 種以上、REM : 0.02% 以下、Ca : 0.01% 以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなる組成としてもよい。

【0012】また、本発明では、前記フェライトの粒径が、長手方向に垂直な断面で  $\mu\text{m}$  以下であるのが好ましく、あるいはさらに円周方向に垂直な断面でのフェライト粒径が 10  $\mu\text{m}$  以下であるのが好ましく、また、本発明では、前記組織が、フェライトと第 2 相からなり、第 2 相が、長手方向に垂直な断面で直径 2  $\mu\text{m}$  以下の粒であるのが好ましく、あるいはさらに前記第 2 相のアスペクト比が、長手方向に垂直な断面で 3 以下であることが好ましい。また、第 2 相は、面積率が 30% 以下であるのが好ましい。

【0013】また、本発明では、前記組織は、長手方向に垂直な断面でのフェライトの (110) 面のインバース強度比が 2.0 以上、あるいはさらに円周方向に垂直な断面でのフェライトの (200) 面のインバース強度比が 2.0 以上であることが好ましい。また、本発明は、上記したいずれかの組成を有する素材鋼管を、加熱温度:  $A_{c3}$  変態点  $\sim 400^\circ\text{C}$ 、好ましくは、加熱温度:  $(A_{c1} + 50^\circ\text{C}) \sim 400^\circ\text{C}$ 、さらに好ましくは  $750 \sim 400^\circ\text{C}$  に加熱したのち、圧延温度:  $A_{c2}$  変態点  $\sim 400^\circ\text{C}$ 、好ましくは  $(A_{c1} + 50^\circ\text{C}) \sim 400^\circ\text{C}$ 、より好ましくは  $750 \sim 400^\circ\text{C}$  で、歪速度: 10  $\cdot\text{s}$  以上および剪断歪: 1.2 % 以上の圧延パスを少なくとも 1 回含み、累積縮径率: 20% 以上の絞り圧延を施すことを特徴とする鋼管の製造方法であり、強度-延性バランスに優れた鋼管が製造できる。また、本発明では前記絞り圧延を、1 バス当たりの縮径率が 6% 以上の圧延パスを少なくとも 1 バス以上含む圧延とするのが好ましく、また、前記累積縮径率が 60% 以上とするのが好ましい。また、本発明では、前記絞り圧延を潤滑下での圧延とするのが好適である。また、本発明では、絞り圧延を施された鋼管は、さらに焼鈍処理を施されるのが好ましい。

【0014】

【発明の実施の形態】本発明では素材として鋼管を用いる。素材鋼管の製造方法についてはとくに限定しない。高周波電流を利用した電気抵抗溶接法による電気抵抗溶接鋼管(電縫鋼管)、オープン管両エッジ部を融点以下の固相圧接温度域に加熱し圧接接合による固相圧接鋼管、銲接鋼管、およびマンネスマン式穿孔圧延による継目無鋼管いずれも好適に使用できる。

【0015】つぎに、素材鋼管および製品鋼管の化学組成の限定理由を説明する。

C : 0.001 ~ 0.60%

C は、基体中に固溶あるいは炭化物として析出し、鋼の強度を増加させる元素であり、また、硬質な第 2 相として析出した微細なセメンタイト、マルテンサイト、ベイナイトが延性(一様伸び)向上に寄与する。所望の強度

延性向上の効果を得るためには、Cは0.001 %以上、好ましくは0.04%以上の含有を必要とするが、0.60%を超えて含有すると強度が高くなりすぎ延性が劣化する。なお、好ましくはCは0.30%以下、より好ましくは0.10%以下である。このようなことから、Cは0.001 ~ 0.60 %、好ましくは0.005 ~ 0.30%、より好ましくは0.04 ~ 0.30%の範囲に限定した。なお、ラインパイプ用として耐応力腐食割れ性を向上させるためには、Cは0.10%以下とするのが好ましい。0.10%を超えると、溶接部の硬化のため、耐応力腐食割れ性が劣化する。

【0016】なお、高疲労強度鋼管用として、耐疲労特性を向上させるためには、Cは0.06~0.30%とするのが好ましい。0.06%未満では、強度のため、耐疲労特性が劣化する。

Si: 0.01~3.0 %以下

Siは、脱酸元素として作用するとともに、基地中に固溶し鋼の強度を増加させる。この効果は、0.01%以上、好ましくは0.1 %以上の含有で認められるが、3.0 %を超える含有は延性を劣化させる。このことから、Siは0.01 ~ 3.0 %の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.1 ~ 1.5 %の範囲である。

【0017】なお、ラインパイプ用として耐応力腐食割れ性を向上させるためには、Siは0.5 %以下とするのが好ましい。0.5 %を超えると、溶接部が硬化し、耐応力腐食割れ性が劣化する。なお、高疲労強度鋼管用として、耐疲労特性を向上させるためには、Siは1.5%以下とするのが好ましい。1.5 %を超えると、介在物を生成するため、耐疲労特性が劣化する。

【0018】Mn: 0.01~2.0 %

Mnは、鋼の強度を増加させる元素であり、本発明では第2相としてのセメンタイトの微細析出、あるいはマルテンサイト、ベイナイトの析出を促進させる。0.01%未満では、所望の強度が確保できないうえ、セメンタイトの微細析出、あるいはマルテンサイト、ベイナイトの析出が阻害される。また、2.0 %を超えると、強度が増加しすぎて延性が劣化する。このため、Mnは0.01~2.0 %の範囲に限定した。なお、強度-延性バランスの観点から、Mnは0.2 ~ 1.3 %の範囲が好ましく、より好ましくは0.6 ~ 1.3 %の範囲である。

【0019】なお、ラインパイプ用として耐応力腐食割れ性を向上させるためには、Mnは1.8 %以下とするのが好ましい。1.8 %を超えると、溶接部が硬化するため、耐応力腐食割れ性が劣化する。

Al: 0.001 ~ 0.10%

Alは、結晶粒径を微細化する作用を有している。結晶粒微細化のためには、少なくとも0.001 %以上の含有を必要とするが、0.10%を超えると酸化物系介在物量が増加し清浄度が劣化する。このため、Alは0.001 ~ 0.10%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.015 ~ 0.06%であ

【0020】上記した基本組成に加えて、つぎに述べるA~C群の合金元素群から選ばれた1群または2群以上から該各群のうちの1種または2種以上を添加含有してもよい。

A群: Cu: 1%以下、Ni: 1%以下、Cr: 2%以下、Mo: 1%以下の群

Cu、Ni、Cr、Moはいずれも、鋼の焼入れ性を向上させ、強度を増加させる元素であり、必要に応じ1種または2種以上を添加できる。これら元素は、変態点を低下させ、フェライト粒あるいは第2相を微細化する効果を有している。しかし、Cuは多量添加すると熱間加工性が劣化するため、1%を上限とした。Niは強度増加とともに靱性をも改善するが1%を超えて添加しても効果が飽和し経済的に高価となるため、1%を上限とした。Cr、Moは多量添加すると溶接性、延性が劣化するうえ経済的に高価となるため、それぞれ2%、1%を上限とした。なお、好ましくはCu: 0.1 ~ 0.6 %、Ni: 0.1 ~ 1.0 %、Cr: 0.1 ~ 1.5 %、Mo: 0.05 ~ 0.5 %である。

【0021】なお、ラインパイプ用として耐応力腐食割れ性を向上させるためには、Cu、Ni、Cr、Moはいずれも、それぞれ、0.5 %以下に制限するのが好ましい。0.5 %を超えて多量添加すると、溶接部が硬化し、そのため、耐応力腐食割れ性が劣化する。

B群: Nb: 0.1 %以下、V: 0.5 %以下、Ti: 0.2 %以下、B: 0.005 %以下の群

Nb、V、Ti、Bは、炭化物、窒化物または炭窒化物として析出し、結晶粒の微細化と高強度化に寄与する元素であり、特に高温に加熱される接合部を有する鋼管では、接合時の加熱過程での結晶粒の微細化や、冷却過程でフェライトの析出核として作用し、接合部の硬化を防止する効果もあり、必要に応じ1種または2種以上添加できる。しかし、多量添加すると、溶接性と靱性が劣化するため、Nbは0.1 %、Vは0.5 %好ましくは0.3 %、Tiは0.2 %、Bは0.005 %好ましくは0.004 %をそれぞれ上限とした。なお、好ましくはNb: 0.005 ~ 0.05%、V: 0.05 ~ 0.1 %、Ti: 0.005 ~ 0.10%、B: 0.0005 ~ 0.002 %である。

【0022】なお、ラインパイプ用として耐応力腐食割れ性を向上させるためには、Nb、V、Tiは、それぞれ、0.1 %以下に制限するのが好ましい。Nb、V、Tiが0.1 %を超えて、多量に添加されると、析出硬化のため、耐応力腐食割れ性が劣化する。

C群: REM: 0.02%以下、Ca: 0.01%以下の群

REM、Caは、いずれも介在物の形状を調整し加工性を向上させる作用を有しており、さらに、硫化物、酸化物または硫酸化物として析出し、接合部を有する鋼管での接合部の硬化を防止する作用をも有し、必要に応じ1種以上添加できる。REM: 0.02%、Ca: 0.01%を超えると介在物が多くなりすぎ清浄度が低下し、延性が劣化する。



作用による効果が少ないため、REM : 0.004 %以上、Ca : 0.001 %以上とするのが好ましい。

【0023】素材鋼管および製品鋼管は、上記した成分のほか、残部Feおよび不可避的不純物からなる。不可避的不純物としては、N : 0.010 %以下、O : 0.006 %以下、P : 0.025 %以下、S : 0.020 %以下が許容される。

N : 0.010 %以下

Nは、Alと結合して結晶粒を微細化するに必要な量、0.010 %までは許容できるが、それ以上の含有は延性を劣化させるため、0.010 %以下に低減するのが好ましい。なお、より好ましくは、Nは0.002 ~ 0.006 %である。

【0024】O : 0.006 %以下

Oは、酸化物として清浄度を劣化させるため、できるだけ低減するのが好ましいが、0.006 %までは許容できる。

P : 0.025 %以下

Pは、粒界に偏析し、靱性を劣化させるため、できるだけ低減するのが好ましいが、0.025 %までは許容できる。

【0025】S : 0.020 %以下

Sは、硫化物を増加し清浄度を劣化させるため、できるだけ低減するのが好ましいが、0.020 %までは許容できる。つぎに、製品鋼管の組織について説明する。本発明の鋼管は、組織がフェライトを主体とする組織からなり、フェライト粒が直径 $2\mu\text{m}$ 以下のサブグレインに分割されていることを特徴とする。本発明でいうフェライトを主体とする組織とは、フェライトが面積率で50%以上含む組織であり、第2相が析出しないフェライト単独の組織と、フェライトとフェライト以外の第2相とからなる組織が含まれる。

【0026】なお、本発明でいう、フェライト粒とは、隣接する粒との方位差が $15^\circ$ 以上の粒界で囲まれたフェライト結晶粒を意味し、サブグレインとは、隣接する粒との方位差が $2^\circ$ 以上 $15^\circ$ 未満の粒界で囲まれた結晶粒をいう。本発明におけるフェライト粒径、サブグレイン径は、測定断面を、バフ研磨後、ナイタル液で腐食しElectron Back Scattering Diffraction法で方位解析して、200個以上のフェライト粒およびサブグレインの円相当径を求め、その平均値を用いた。なお、本発明では、とくに断わらないかぎり、組織の観察は鋼管長手方向に垂直な断面で行うものとする。

【0027】フェライト粒を微細なサブグレインに分割すると、延性を低下させることなく、高強度が得られ、強度・伸び値といった特性の向上が著しい。単に、フェライト粒を微細化するだけで高強度は得られるものの伸びが低下するため、強度・伸び値の改善が不十分となる。フェライト粒のサブグレインが $2\mu\text{m}$ を超えると、強度・伸び値の顕著な改善が望めない。なお、サブグレ

観点から望ましい。

【0028】フェライトを微細なサブグレインに分割すると、強度・延性バランスが改善する機構については必ずしも明らかでないが、サブグレインの粒界は、結晶粒界と異なり、転位が通過できるため転位の増殖源となつて変形を容易にしているためと推定される。また、フェライト粒径は $5\mu\text{m}$ 以下とするのが望ましい。フェライト粒が $5\mu\text{m}$ を超えると、強度の顕著な改善がみられない。なお、好ましくは $3\mu\text{m}$ 以下である。

【0029】また、本発明では、鋼管の円周方向に垂直な断面でのフェライト粒径はとくに限定する必要はないが、円周方向に垂直な断面でのフェライト粒径を、長手方向に垂直な断面と等しくするか、あるいは $10\mu\text{m}$ 以下とするのが、機械的性質の等方性の点から好ましい。円周方向に垂直な断面でのフェライト粒径が $10\mu\text{m}$ を超えると、円周方向の強度・伸び特性が若干劣化する傾向を示す。

【0030】また、本発明の鋼管の組織は、フェライト単独あるいはフェライトと第2相からなる。フェライト以外の第2相としては、マルテンサイト、ベイナイト、セメントイトがあり、それら単独あるいは複合して析出してもよい。析出した第2相は変形時に一様伸びの向上に寄与し、鋼管の延性、耐衝突衝撃特性を向上させるが、このような効果は、第2相の面積率が30%を超えると少なくなるため、第2相の面積率は30%以下とするのが好ましい。

【0031】また、第2相は、鋼管長手方向に垂直な断面で直径 $2\mu\text{m}$ 以下の粒であるのが好ましい。粒径が $2\mu\text{m}$ を超えると、強度・伸び値が劣化する。また、第2相のアスペクト比を、鋼管長手方向に垂直な断面で3以下とするのが好ましい。第2相のアスペクト比が、3を超えると、強度・伸び値が劣化する。

【0032】また、本発明では、長手方向に垂直な断面でのフェライトの(110)面のインバース強度比が2.0以上、あるいはさらに円周方向に垂直な断面でのフェライトの(200)面のインバース強度比が2.0以上の集合組織を有するのが強度・伸び値向上の観点から好ましい。長手方向に垂直な断面での(110)面のインバース強度比が2.0未満では、集合組織の発達が不十分で伸びの改善が得られないからである。また、これに加えて、円周方向に垂直な断面での(200)面のインバース強度比を2.0以上とすることにより、伸びの改善が顕著となる。なお、インバース強度比は、測定試料に、X線を照射し、得られた各結晶面からの回折強度を測定し、結晶方位がランダムな試料の回折強度との比により、求めたものを用いるものとする。

【0033】鋼管長手方向に垂直な断面のフェライトの(110)面のインバース強度比が2.0以上、あるいはさらに円周方向に垂直な断面のフェライトの(200)面の

機構については、必ずしも明らかでないが、これらの集合組織が形成されることにより、降伏強さが低下することや、引張変形時の肉厚減少が抑制されるためと推定される。このような集合組織の形成は、温間域の管圧延に特有の現象であり、通常の板圧延や熱間での管圧延では認められないものである。

【0034】つぎに、本発明の製品鋼管の製造方法について説明する。上記したいずれかの組成を有する素材鋼管を、加熱温度： $A_{c1}$ 変態点 $\sim 400^{\circ}\text{C}$ 、好ましくは、加熱温度： $(A_{c1}+50^{\circ}\text{C})\sim 400^{\circ}\text{C}$ 、さらに好ましくは $750\sim 400^{\circ}\text{C}$ に加熱する。加熱温度が $A_{c1}$ 変態点を超えると、表面性状が劣化するとともに、結晶粒が粗大化する。このため、素材鋼管の加熱温度は $A_{c1}$ 変態点以下、好ましくは $(A_{c1}+50^{\circ}\text{C})$ 以下、より好ましくは $750^{\circ}\text{C}$ 以下とするのがよい。加熱温度が $400^{\circ}\text{C}$ 未満では、好適な圧延温度を確保できないため、加熱温度は $400^{\circ}\text{C}$ 以上とするのが好ましい。

【0035】ついで、加熱された素材鋼管は絞り圧延を施される。絞り圧延は、3ロール方式の絞り圧延機により行うのが好ましいが、これに限定されるものではない。絞り圧延機は、複数のスタンドを配設して、連続的に圧延するのが好ましい。スタンド数は素材鋼管の寸法と、製品鋼管の寸法により適宜決定できる。

【0036】絞り圧延の圧延温度は、フェライト回復・再結晶温度域の $A_{c1}\sim 400^{\circ}\text{C}$ 、好ましくは $(A_{c1}+50^{\circ}\text{C})\sim 400^{\circ}\text{C}$ 、より好ましくは $750\sim 400^{\circ}\text{C}$ の範囲とする。圧延温度が $A_{c1}$ 変態点を超えると、再結晶後のフェライト粒の成長が著しくなり強度低下のわりには延性が向上しない。一方、圧延温度が $400^{\circ}\text{C}$ 未満では青熱脆性により脆化し圧延中に材料が破断する恐れがある。さらに、圧延温度が $400^{\circ}\text{C}$ 未満では材料の変形抵抗が増大し圧延が困難となるほか、再結晶が不十分となり加工歪が残存しやすくなる。このため、絞り圧延の圧延温度は、 $A_{c1}\sim 400^{\circ}\text{C}$ 、好ましくは $(A_{c1}+50^{\circ}\text{C})\sim 400^{\circ}\text{C}$ 、さらに好ましくは $750\sim 400^{\circ}\text{C}$ の範囲に限定するのが望ましい。より好ましくは $600\sim 700^{\circ}\text{C}$ である。

【0037】本発明における絞り圧延においては、歪速度： $10/\text{s}$ 以上および剪断歪： $1.2\%$ 以上の圧延バスを少なくとも1回含む圧延とするのが好ましい。歪速度： $10/\text{s}$ 以上の圧延バスおよび剪断歪： $1.2\%$ 以上の圧延バスを少なくとも1回含むことにより、サブグレインの形成が顕著となり強度・伸び特性の向上が著しくなる。また、歪速度、剪断歪とも大きい方が望ましく、それぞれ $15/\text{s}$ 以上、 $2.0\%$ 以上とするのがより好ましい。

【0038】絞り圧延における累積縮径率は $20\%$ 以上とする。累積縮径率 $(= (\text{素材鋼管外径}-\text{製品鋼管外径})/(\text{素材鋼管外径})\times 100\%)$ が $20\%$ 未満では、回復・再結晶による結晶粒の微細化が不十分であり、延性に富む鋼管とならない。また、造管速度も遅く生産能率が低

た。なお、累積縮径率が $60\%$ 以上では、加工硬化による強度増加に加えて組織の微細化が顕著となり、上記した組成範囲の合金添加量が低い低成分系の鋼管でも強度と延性のバランスに優れ、強度・延性ともに優れた鋼管が得られる。このことから、累積縮径率は $60\%$ 以上とするのがより好ましい。

【0039】また、絞り圧延においては、1バス当たりの縮径率が $6\%$ 以上の圧延バスを少なくとも1バス以上含む圧延とするのが好ましい。絞り圧延の1バス当たりの縮径率が $6\%$ 未満では、回復・再結晶による結晶粒の微細化が不十分である。また、 $6\%$ 以上では、加工発熱による温度上昇が認められ圧延温度の低下を防止できる。なお、1バス当たりの縮径率は、結晶粒微細化により大きな効果がある $8\%$ 以上とするのがより好ましい。

【0040】本発明における鋼管の絞り圧延は、圧延方向、円周方向と肉厚方向に歪が導入され著しい結晶粒微細化効果を得ることができる。また、これにより第2相の微細化や集合組織の形成がなされる。さらには、孔型ロール周速度による剪断歪が導入され著しい結晶粒微細化や集合組織の形成が促進される。これに対し、鋼板の圧延においては、圧延方向と、板幅方向だけに歪が導入され、結晶粒微細化に限界がある。

【0041】また、本発明では、絞り圧延は潤滑下での圧延とするのが好適である。絞り圧延を潤滑下での圧延（潤滑圧延）とすることにより、厚み方向の歪分布が均一となり、結晶粒径の分布が厚み方向で均一となる。無潤滑圧延を行うと剪断効果によって材料表面層部のみに歪が集中し、厚み方向の結晶粒が不均一となりやすい。潤滑圧延は、通常公知の、鉱油あるいは鉱油に合成エステルを混合した圧延油を用いて行えばよく、圧延油をとくに限定する必要はない。

【0042】絞り圧延方法は、特に限定されるものではないが、レデュースと称される複数の孔型圧延機による絞り圧延が好適である。本発明の実施に好適な設備列の1例を図1に示す。図1では、孔型ロールを有する複数のスタンドの絞り圧延装置21が示されている。圧延機のスタンド数は、素材鋼管径と製品管径の組み合わせで適宜決定される。孔型ロールは、通常公知の2ロール、3ロールあるいは4ロールいずれでも好適に適用できる。

【0043】また、絞り圧延の加熱または均熱方法はとくに限定するものではないが、加熱炉、あるいは誘導加熱によるのが好ましい。なかでも誘導加熱方式が加熱速度が大きく生産能率あるいは結晶粒の成長を抑制する点から好ましい。（図1には誘導加熱方式の再加熱装置25が例示されている。）

絞り圧延加工後、製品管16は室温、好ましくは $300^{\circ}\text{C}$ 以下まで冷却される。冷却方法は、空冷でよいが、粒成長を少しでも抑える目的で急冷装置24を用い水冷、あるいはミスト冷却、強制空冷等通常公知の冷却方法が適用可

のが好ましい。

【0044】なお、本発明では、絞り圧延装置21の入側あるいは絞り圧延装置21の途中に冷却装置26を設置し、温度調節を行ってもよい。また、絞り圧延装置21の入側にデスケリング装置23を設置してもよい。本発明で素材とする素材鋼管は、継目無鋼管あるいは、電鍮鋼管、鍛接鋼管、固相圧接鋼管等いずれでもよい。また、本発明の鋼管の製造工程は、上記した素材鋼管の製造ラインと連続化してもよい、固相圧接鋼管の製造ラインと連続化した1例を図2に示す。

【0045】アンコイル14から払い出された帯鋼1は、接合装置15により先行する帯鋼と接続され、ルーバ17を介して予熱炉2で予熱されたのち、成形ロール群からなる成形加工装置3でオープン管7とされ、エッジ予熱用誘導加熱装置4とエッジ加熱用誘導加熱装置5により融点未満の温度域にオープン管7エッジ部を加熱して、スクイズロール6で銲合圧接され、素材鋼管8とされる。

【0046】ついで、素材鋼管8は、上記したように、均熱炉22で所定の温度に加熱あるいは均熱後、デスケリング装置23でスケールを除去し、絞り圧延装置21により絞り圧延され、切断機で切断され、管端正装置19で端正され製品管16となる。鋼管の温度は温度計20で測定する。また、上記した絞り圧延でも、前記したように、潤滑下での圧延とするのが好ましい。

【0047】上記した製造方法によれば、フェライトを主とした組織を有し、鋼材長手方向垂直断面のフェライトのサブグレインの平均粒径が2μm以下の超微細な下部組織を有する鋼管が得られる。また、上記した製造方法によれば、電鍮鋼管、鍛接鋼管、固相圧接鋼管等のシーム部の硬さが均一な鋼管となるという効果もある。室温まで冷却された製品鋼管に、さらに機械的性質、とくに強度を所望の範囲に調整する目的で焼鈍処理を施してもよい。焼鈍温度は、 $A_{c1}$ 変態点以下好ましくは500℃以上とするのが望ましい。焼鈍により強度はやや低下するが、延性は著しく改善される。焼鈍温度が $A_{c1}$ 変態点を超えると、フェライトが $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態により $\gamma$ を生成し、強度が著しく低下し、 $TS \times EI$ （強度-延性バランス）が低下する。このため、焼鈍温度は $A_{c1}$ 変態点以下とするのが好ましい。また、焼鈍温度が500℃未満で

は、強度の変化が少ない。

【0048】

【実施例】表1に示す化学組成を有する素材鋼管に、図1に示す示す設備列を用いて、表2に示す温度に再加熱装置（誘導加熱コイル）25で加熱したのち、3ロール構造の絞り圧延装置21で表2に示す圧延条件で製品管16とした。なお、圧延後は空冷とした。

【0049】表2中に示す固相圧接鋼管とは、熱延帯鋼を600℃に予熱したのち、複数の成形ロールで連続的に成形しオープン管とし、ついで、オープン管両エッジ部を誘導加熱で1000℃まで予熱したのち、さらに両エッジ部を誘導加熱により未溶融温度域の1450℃まで加熱しスクイズロールにより銲合し固相圧接して、鋼管としたものを用いた。一方、継目無鋼管は、連続鋳造製ビレットを加熱し、マンネスマンマンドレル方式のミルで造管し、継目無鋼管としたものを用いた。電鍮鋼管は、表1に示す組成の熱延鋼板を複数の成形ロールで連続的に成形しオープン管とし、ついで、オープン管両エッジ部を溶融域まで加熱しスクイズロールにより銲合し溶接して、鋼管としたものを用いた。

【0050】これら製品管の引張特性、結晶粒径、サブグレイン径等の組織観察、バルジ特性を調査した。引張特性は、これら鋼管からJIS 11号試験片を採取し、引張試験を実施して、引張強さ（TS）、伸び（EI）を求めた。なお、伸びの値は、試験片のサイズ効果を考慮して、 $EI - EI_0 \sim (\sqrt{a_0/a})^{0.4}$ （ここに、 $EI_0$ ：実測伸び、 $a_0$ ：292mm<sup>2</sup>、 $a$ ：試験片断面積（mm<sup>2</sup>））を用いて求めた換算値を使用した。

【0051】組織観察は、鋼管の長手方向に対し垂直な断面（C断面）について、5000倍の倍率でそれぞれ5視野以上観察し、第2相の種類、フェライトおよび第2相の平均結晶粒径、およびサブグレイン径を測定した。バルジ特性は、鋼管を型に入れ、鋼管の一端を閉じ他端から水压をかけ、鋼管をバルジングさせて、破断したときの鋼管の周長の伸び（%）で評価した。なお、鋼管の両端はバルジングにしたがい移動できるようにした。

【0052】これらの結果を表3に示す。

【0053】

【表1】

鋼 No	化学組成 (wt%)									Ac <sub>1</sub> ℃	Ac <sub>3</sub> ℃
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	その他		
A	0.005	0.01	0.13	0.009	0.003	0.04	0.0020	0.0010	Ti:0.024、B:0.0027	778	939
B	0.050	0.05	0.30	0.019	0.004	0.04	0.0038	0.0010	—	778	908
C	0.200	0.01	0.53	0.015	0.006	0.02	0.0025	0.0010	Ti:0.001、Nb:0.001	768	836
D	0.110	0.01	0.80	0.018	0.003	0.03	0.0019	0.0010	Ti:0.003	765	875
E	0.040	1.02	1.36	0.012	0.001	0.04	0.0030	0.0010	Cr:0.99、Ti:0.010	778	955
F	0.120	0.75	1.43	0.012	0.003	0.03	0.0034	0.0011	Ti:0.155、Nb:0.004	771	920
G	0.070	0.20	0.66	0.016	0.005	0.03	0.0022	0.0025	Ti:0.008、Nb:0.009	765	895
H	0.080	0.04	1.35	0.015	0.011	0.04	0.0041	0.0032	V:0.100、Ca:0.002	755	885
I	0.150	0.21	0.55	0.009	0.004	0.01	0.0028	0.0028	Cr:0.21、Mo:0.53、REM:0.01	785	890
J	0.050	1.01	1.35	0.012	0.001	0.04	0.0030	0.0030	Cr:0.92、Ti:0.011、Nb:0.015、B:0.0023	790	905
K	0.150	0.22	0.41	0.013	0.003	0.03	0.0036	0.0038	Cu:0.11、Ni:0.15、Ca:0.002	760	875
L	0.650	1.00	1.50	0.010	0.002	0.05	0.0030	0.0010	—	770	890
M	0.020	3.50	0.10	0.010	0.002	0.05	0.0030	0.0010	—	890	910
N	0.060	0.05	3.00	0.019	0.004	0.04	0.0030	0.0010	—	720	820
O	0.060	0.05	0.30	0.019	0.004	0.50	0.0030	0.0010	—	778	908

【0054】

【表2】

【表2-1】

No	鋼 No	原料鋼管		絞り圧延条件										製品管		状態
		種 類	外径 mm	肉厚 mm	加熱 温度 ℃	圧延開始 温度 ℃	圧延終了 温度 ℃	延伸率 %	全数	伸び率 6%以上の パス数	歪速度 10/s以上の パス数	判断歪率 1.2%以上の パス数	潤滑	外径 mm	肉厚 mm	
1	A	電線鋼管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	5	3	なし	15.0	2.0	—
2		電線鋼管	15.0	2.0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	15.0	3.6	—
3		縫目無鋼管	220.0	4.0	700	670	650	55.3	24	9	5	3	なし	110.0	3.6	—
4		縫目無鋼管	110.0	3.6	—	—	—	—	—	—	—	—	—	110.0	3.6	—
5		固相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	0	3	なし	15.0	2.0	—
6			42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	1	3	なし	15.0	2.0	—
7			42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	5	3	なし	15.0	2.0	—
8			42.7	2.3	850	820	800	70.7	14	9	5	3	なし	15.0	2.0	—
9			42.7	2.3	850	820	800	76.2	14	9	5	3	なし	15.0	1.5	—
10	B	固相圧接管	42.7	2.3	750	720	700	70.7	14	9	5	3	なし	15.0	2.0	—
11			42.7	2.3	910	880	860	70.7	14	9	5	3	なし	15.0	2.0	—
12			42.7	2.3	400	380	370	70.7	14	9	5	3	なし	15.0	2.0	—
13			110.0	3.0	750	720	700	71.0	24	0	5	3	なし	33.0	3.0	—
14			110.0	3.0	750	720	700	71.0	24	1	5	3	なし	33.0	3.0	—
15			42.7	3.0	750	720	700	71.0	24	5	5	3	なし	33.0	3.0	—
16			42.7	2.3	750	720	700	70.7	24	9	5	0	なし	15.0	2.0	—
17			42.7	2.3	750	720	700	70.7	24	9	5	1	なし	15.0	2.0	—
18	C	固相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	—

【0055】

【表3】

【表2-2】

No.	素材鋼管			絞り圧延条件							製品管		焼鈍処理		
	種類	外径 mm	肉厚 mm	加熱 温度 ℃	圧延開始 温度 ℃	圧延終了 温度 ℃	累積 率 %	全 高 数	絞り率 %以上 の 欠陥 数	透過率 %以上 の 欠陥 数	割断 長さ mm以上 の 欠陥 数	外径 mm		肉厚 mm	
19	D 両相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	なし
20		42.7	2.3	700	670	650	18.5	14	9	3	3	なし	35.0	2.3	なし
21		42.7	2.3	700	670	650	42.6	14	9	3	3	なし	25.0	2.3	なし
22		42.7	2.3	700	670	650	84.6	14	9	3	3	なし	10.0	1.6	なし
23	E 両相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	なし
24		42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	あり	15.0	2.0	なし
25		42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	650℃×2min
26		42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	750℃×2min
27	F 両相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	なし
28	G 両相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	なし
29	H 両相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	なし
30	I 両相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	なし
31	J 両相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	なし
32	K 両相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	なし
33	L 両相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	なし
34	M 両相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	なし
35	N 両相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	なし
36	O 両相圧接管	42.7	2.3	700	670	650	70.7	14	9	3	3	なし	15.0	2.0	なし

【表4】

【表3-1】

No.	鋼種	製品管特性												備考
		加工性						組織						
		引張強さ T S MPa	伸び E l %	TS×EL MPa %	バルジ 時性 %	フライト 粒径 μm	サリイン 粒径 μm	第2相 粒径 μm	第2相 面積率 %	第2相 種類	第2相 アスペクト比	長手方向垂直 断面(・10) インパース強度比	円周方向垂直 断面(200) インパース強度比	
1	A	357	78	28000	33	3.0	1.5	—	—	—	—	5	5	本発明例
2	A	346	46	15939	21	15.0	—	—	—	—	—	0.9	0.9	比較例
3	A	357	78	28000	39	3.0	1.5	—	—	—	—	5	5	本発明例
4	A	323	78	25290	39	30.0	—	—	—	—	—	1	1	比較例
5	A	357	89	24706	35	3.0	2.5	—	—	—	—	5	5	比較例
6	A	357	75	28765	37	3.0	2.0	—	—	—	—	5	5	本発明例
7	A	357	81	28824	40	3.0	1.2	—	—	—	—	5.5	5.5	本発明例
8	A	346	86	29886	43	3.0	1.2	—	—	—	—	6	6	本発明例
9	A	346	89	30883	44	3.0	1.2	—	—	—	—	7	7	本発明例
10	B	519	60	31082	30	2.0	1.0	—	—	—	—	5	5	本発明例
11	B	403	40	16271	20	20.0	—	—	—	—	—	1	1	比較例
12	B	576	12	8641	5	5.5	5.0	—	—	—	—	3	3	比較例
13	B	519	45	23338	23	2.0	2.5	—	—	—	—	5	5	比較例
14	B	519	55	28691	28	2.0	1.5	—	—	—	—	5	5	本発明例
15	B	519	58	29886	29	2.0	1.2	—	—	—	—	5	5	本発明例
16	B	519	45	23338	23	2.0	2.5	—	—	—	—	5	5	比較例
17	B	519	58	30080	29	2.0	1.5	—	—	—	—	5	5	本発明例
18	C	542	52	28093	26	1.8	1.0	1.0	4	C	1	5	5	本発明例

注\*) C: セメンタイト

【表 3-2】

No	鋼 No	製品 管 特 性												備 考
		加工性					組 織							
		引張強さ T S MPa	伸び E L %	TS×EL MPa %	バルジ 特性 %	75μm 粒徑 μm	91μm 粒徑 μm	第2相 粒徑 μm	第2相 面積率 %	第2相 種類	第2相 75μm比	長手方向垂直 断面(110) インパース強度比	円周方向垂直 断面(200) インパース強度比	
19	D	542	53	28717	27	2.0	1.5	1.0	2	C	1	5	-5	本発明例
20	D	542	46	24972	23	20.0	10.0	5.0	2	P	2.5	1.5	1	比較例
21	D	542	50	26844	25	4.5	2.0	2.0	2	C	1	3.5	2.3	本発明例
22	D	542	55	29966	28	1.0	0.5	0.6	2	C	1	7	7	本発明例
23	E	749	39	29355	20	2.0	1.2	2.0	10	M	1.5	5	5	本発明例
24	E	749	44	32808	22	2.0	1.2	2.0	10	M	1.4	6.5	5	本発明例
25	E	740	47	34780	24	2.1	1.2	1.8	10	M	1.2	5	5	本発明例
26	E	730	48	35040	24	2.2	1.2	1.5	10	M	1.1	5	5	本発明例
27	F	749	40	30218	20	1.5	1.0	1.5	10	B	1.5	5	5	本発明例
28	G	611	48	28159	23	2.0	1.0	1.5	8	C	1	5	5	本発明例
29	H	611	46	28159	23	2.0	1.0	1.5	13	C	1	5	5	本発明例
30	I	660	46	30428	21	2.0	1.0	2.0	23	B	1	5	5	本発明例
31	J	710	40	28640	18	2.0	1.0	2.0	12	M	1	5	5	本発明例
32	K	580	51	29412	23	2.0	1.0	1.5	20	C	1	5	5	本発明例
33	L	700	20	14000	10	3.0	1.5	6.0	33	P	1	5	5	比較例
34	M	500	10	5000	5	3.0	1.2	-	-	-	-	5	5	比較例
35	N	550	30	16500	15	2.0	1.8	-	-	-	-	5	5	比較例
36	O	550	35	19250	18	2.0	1.8	-	-	-	-	5	5	比較例

注\*) C:セメンタイト、P:パーラライト、M:マルテンサイト、B:ベイナイト

【0058】表3から、本発明範囲の本発明例は、TS×ELが25000 MPa %以上と強度-延性バランスに優れた鋼管となっている。本発明によれば、従来になく強度-延性バランスが向上するが、さらに、本発明の鋼管は、ハイドロフォーム等のバルジ加工性にも優れ、バル

ジ、鋼管No.1、No.7の例に示すように、溶接鋼管（電綫鋼管）またはシーム冷却を施した固相圧接鋼管においては、硬化シーム部が絞り圧延により母管部と同じレベルの硬さとなり、バルジ加工性が従来より顕著に改善される。

の例に示すように、歪速度が10/s以上の圧延を1パス以上行うことにより、サブグレインが微細になり、TS/E1が増加し、強度-延性バランスが顕著に改善される。歪速度が10/s以上のパス回数を増加することにより、さらに改善される。また、銅管No.7、No.8、No.9の例に示すように、銅管長手方向に垂直な断面のフェライト(110)面のインバース強度比、銅管円周方向に垂直な断面のフェライト(200)面のインバース強度比が大きくなると、TS/E1が増加し、強度-延性バランスが顕著に改善される。また、銅管No.10、No.17の例に示すように、剪断歪が1.2%以上となる圧延を1パス以上行うことにより、サブグレインが微細となりTS/E1が増加する。剪断歪が1.2%以上となる圧延パス数を多くすると、強度-延性バランスの改善の度合いは増加する。

【0060】また、銅管No.14、No.15の例に示すように、1パス当たりの縮径率が6%以上の圧延を1パス以上行うことにより、サブグレインが微細となりTS/E1が増加する。1パス当たりの縮径率が6%以上の圧延パス数を多くすると、強度-延性バランスの改善の度合いは増加する。また、銅管No.19、No.21、No.22の例に示すように、累積縮径率が増加するにしたがい、サブグレインが微細となりTS/E1が増加する。累積縮径率を60%以上とすることにより、強度-延性バランスが著しく改善される。

【0061】また、銅管No.23、No.24の例に示すように、絞り圧延に際し潤滑を施すことにより集合組織が改善され強度-延性バランスがより改善される。また、銅管No.25、No.26の例に示すように、絞り圧延後、フェライト域で焼鈍を施すことにより、第2相粒が微細となりしかも第2相のアスペクト比が小さくなり、TS/E1が増加する。

【0062】一方、本発明の範囲を外れる比較例(銅管No.2、No.4、No.5、No.11~No.13、No.16、No.20)は、フェライトのサブグレイン径が大きく、延性が低下し、強度-延性バランスが低下している。また、化学組成が本発明範囲を外れる比較例(銅管No.33~No.36)はいずれも延性、バルジ特性が劣化している。

### 【0063】

【発明の効果】本発明によれば、サブグレインサイズが2 $\mu$ m以下とフェライトの下部組織が微細化され、強度-延性バランスに優れた高強度銅管を生産性高く、容易に製造でき、産業上格別の効果を奏する。また、本発明によれば、耐応力腐食割れ性の優れた高強度、高靱性のラインパイプ用銅管が、合金元素量を低減して、安価に製造できるという効果もある。さらに、本発明によれば、耐衝撃特性に優れた高強度銅管を合金元素量を低減して安価に製造できるという効果もある。

### 【図面の簡単な説明】

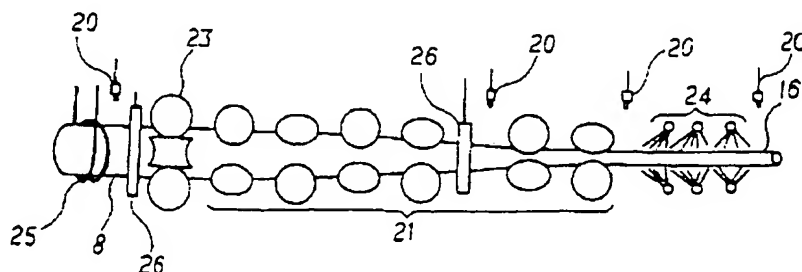
【図1】本発明の実施に好適な設備列の一例を示す概念図である。

【図2】本発明の実施に好適な固相圧接銅管製造設備と連続化した設備列の1例を示す概念図である。

### 【符号の説明】

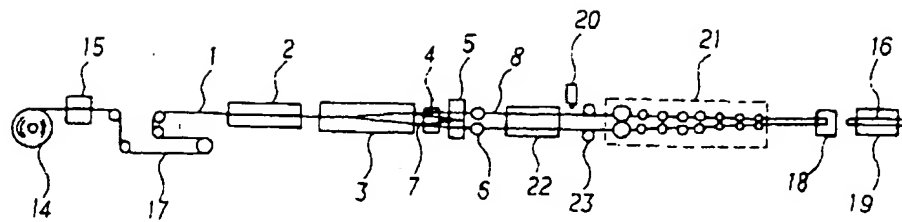
- 1 帯鋼
- 2 予熱炉
- 3 成形加工装置
- 4 エッジ予熱用誘導加熱装置
- 5 エッジ加熱用誘導加熱装置
- 6 スクイズロール
- 7 オープン管
- 8 素材銅管
- 14 アンコイラ
- 15 接合装置
- 16 製品管
- 17 ルーバ
- 18 切断機
- 19 管矯正装置
- 20 温度計
- 21 絞り圧延装置
- 22 均熱炉(シーム冷却および管加熱装置)
- 23 デスケーリング装置
- 24 急冷装置
- 25 再加熱装置
- 26 冷却装置

【図1】





【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 依藤 章  
愛知県半田市川崎町1丁目1番地 川崎製  
鉄株式会社知多製造所内

(72)発明者 西森 正徳  
愛知県半田市川崎町1丁目1番地 川崎製  
鉄株式会社知多製造所内

(72)発明者 板谷 元晶  
愛知県半田市川崎町1丁目1番地 川崎製  
鉄株式会社知多製造所内

(72)発明者 橋本 裕二  
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製  
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 岡部 能知  
愛知県半田市川崎町1丁目1番地 川崎製  
鉄株式会社知多製造所内

(72)発明者 荒谷 昌利  
愛知県半田市川崎町1丁目1番地 川崎製  
鉄株式会社知多製造所内

(72)発明者 長浜 拓也  
愛知県半田市川崎町1丁目1番地 川崎製  
鉄株式会社知多製造所内

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**